

⑫ 公開特許公報(A)

平1-119646

⑬ Int. Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 平成1年(1989)5月11日

C 22 C 38/22
38/00
38/48
F 02 F 5/00
F 16 J 9/26

3 0 2

Z-6813-4K

E-7708-3G

Z-7523-3J

審査請求 未請求 発明の数 4 (全7頁)

⑮ 発明の名称 ビストンリング用鋼

⑯ 特 願 昭62-275979

⑰ 出 願 昭62(1987)10月31日

⑱ 発 明 者	楓	博	愛知県名古屋市緑区鳴海町字姥子山22-1
⑱ 発 明 者	小 池	忠 裕	愛知県東海市荒尾町遠鐘3-8
⑱ 発 明 者	加 藤	慎 治	愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動車株式会社内
⑱ 発 明 者	不 破	良 雄	愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動車株式会社内
⑱ 発 明 者	青 柳	光	愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動車株式会社内
⑱ 発 明 者	柴 田	新 次	愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動車株式会社内
⑱ 発 明 者	前 田	頼 成	愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動車株式会社内
⑲ 出 願 人	愛知製鋼株式会社		愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地
⑲ 出 願 人	トヨタ自動車株式会社		愛知県豊田市トヨタ町1番地
⑲ 代 理 人	弁理士 土 川 晃		

明 細 書

1. 発明の名称

ビストンリング用鋼

2. 特許請求の範囲

(1) 重量比でC:0.55~1.10%、Si:2.0%以下、Mn:2.0%以下、Cr:11~15%、Mo:1.6~6.0%を含有し、残部がFeおよび不純物元素からなることを特徴とするビストンリング用鋼。

(2) 重量比でC:0.55~1.10%、Si:2.0%以下、Mn:2.0%以下、Cr:11~15%、Mo:1.6~6.0%を含有し、さらにNi:0.2~2.0%、V:0.1~1.5%、Nb:0.05~0.7%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不純物元素からなることを特徴とするビストンリング用鋼。

(3) 重量比でC:0.55~1.10%、Si:2.0%以下、Mn:2.0%以下、Cr:11~15%、Mo:1.6~6.0%を含有し、残部がFeおよび不純物元素からなり、ビストンリングの少な

くともシリング壁との摺動面に表面処理を施して用いることを特徴とするビストンリング用鋼。

(4) 重量比でC:0.55~1.10%、Si:

2.0%以下、Mn:2.0%以下、Cr:11~15%、Mo:1.6~6.0%を含有し、さらにNi:0.2~2.0%、V:0.1~1.5%、Nb:0.05~0.7%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不純物元素からなり、ビストンリングの少なくともシリング壁との摺動面に表面処理を施して用いることを特徴とするビストンリング用鋼。

3. 発明の詳細な説明

[産業上の利用分野]

本発明は、内燃機関のビストンリングに用いる13Crマルテンサイト系ビストンリング用鋼であって、特にMoの添加量を増すことにより従来のもより耐摩耗性、耐スカuffing性および疲労強度を改善したビストンリング用鋼に関するものである。

[従来の技術]

内燃機関用ピストンリングは、燃焼室の機密性を保持するための圧力リングと、ピストンリングおよびシリンダーライナー間の潤滑油膜を調整するための油かきリングにより構成されている。このピストンリングのうち、圧力リングはピストンヘッドの直下に遊嵌され燃焼ガスの影響を大きく受けるものであり、耐摩耗性、耐スカフティング性および疲労強度等が要求される。

近年、内燃機関の軽量化、高出力化および高回転化に伴い、圧力リングの薄幅化が積極的に進められてきた。このピストンリングの薄幅化は、ピストンリングを軽量化し、ピストンリング溝内でのピストンリングの挙動の安定化、油膜厚さが薄くできることによる潤滑油消費量の改善が図られる。

しかし、このようにピストンリングの薄幅化が進められると、油膜厚さが薄くなり摩耗が増大し寿命が短くなるので、従来一般的であった鋳鉄製のリングや、炭素鋼、シリクローム鋼、あるいはオイルテンパー線製のリングでは使用に耐えなく

なってきた。すなわち、鋳鉄製のリングでは軸方向に薄いものが製造しがたく、かつ耐折損強度の点で不十分であり、シリクローム鋼リングは高温での強度が小さいため比較的断面積の大きいものとなり、慣性が大きくフラックリング現象を起こしやすい。そこで、最近ではピストンリングの材料として工具鋼、ばね鋼およびステンレス鋼が用いられるようになっており、特にステンレス鋼としては13Crマルテンサイト系ステンレス鋼(0.65C-13.5Cr-0.3Mo-0.1V)が圧力リングとして用いられ好結果が得られている。

しかし、これらマルテンサイト系ステンレス鋼製のピストンリングも、摩擦摩耗の激しいエンジンに用いた場合、未だ耐摩耗性および耐スカフティング性の点において不十分である。また、マルテンサイト系ステンレス鋼を用いガス窒化処理した圧力リングでは、ピストンへの組付強度が十分でなく、必要以上に合い口を広げると(10T以上、実力11~13T(T:リング幅(mm)))折損するという問題がある。さらに、この圧力リングは耐ス

カッフ性に対する要求が厳しい内燃機関に関しては、不十分な性能で、スカッフするという問題があり、摺動面にだけ薄いNi-PまたはNi-C-Pめっき若しくはこれらのベースめっきに硬質粒子(Si, N₂)を分散させためっきを行っている。また、キーストンリングのごとく疲労強度が問題となるピストンリングにおいては、特にガス窒化処理材のごとく脆い材料の場合、および脆いNi-Pベース複合めっきをシリンダボアとの摺動面にめっきした場合には、折損するという問題がある。このようなことから、マルテンサイト系ステンレス鋼のピストンリングにおいては、さらに耐摩耗性および耐スカフティング性と併せて組付強度および疲労強度を増してピストンリングの長寿命化が望まれている。

[発明が解決しようとする問題点]

本発明はマルテンサイト系ステンレス鋼製のピストンリングの前記のごとき問題点に鑑みてなされたもので、従来のマルテンサイト系ステンレス鋼製ピストンリングの耐摩耗性および耐スカフ

ティング性と併せて組付強度および疲労強度をさらに改善することによって、内燃機関の高出力化および高速化を達成できるピストンリング材料を提供することを目的とする。

[問題点を解決するための手段]

本発明は従来のマルテンサイト系ステンレス鋼の耐摩耗性について鋭意研究を重ねた結果、Moの添加量を多くすることによって、耐摩耗性、耐スカッフ性および疲労強度を大幅に改善でき、しかも同等の耐摩耗性を有する高C高Cr材に比べ、冷間加工性が改善されるとの着想のもとに、C、Si、Mn、Cr等についてMo含有量との関連において最適含有量の範囲を見出すことによって本発明を完成したものである。

すなわち、本発明のピストンリング用鋼は第1発明として重量比でC:0.55~1.10%、Si:2.0%以下、Mn:2.0%以下、Cr:11~15%、Mo:1.6~6.0%を含有し、残部がFeおよび不純物元素からなることを要旨とする。しかして、第2発明は第1発明にさらにNi:0.2

～2.0%、V:0.1～1.5%、Nb:0.05～0.7%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不純物元素からなることを要旨とする。第3発明は第1発明鋼のピストンリングの少なくともシリンダ壁との摺動面に表面硬化処理を施して用いることを要旨とし、第4発明は第2発明のピストンリングの少なくともシリンダ壁との摺動面に表面硬化処理を施して用いることを要旨とするものである。

〔作用〕

本発明においてMoの多量の添加は、11～15%CrとCrの添加量を低めに抑えながら、狙いとする大幅な耐摩耗性・耐スカッフ性の向上がえられるとともに、組付強度・疲労強度を向上させるという点で優れた特性を有する。

上記効果をピストンリングとして適用した場合について詳述すれば、次のことが言える。

(i) トップリング(第1圧力リング)について

ピストンリングとして最も耐スカッフ性の要求されるリングはトップリングであり、その要求値

いエンジンに対しては窒化深さを90 μ m、120 μ mと大きく対処していた。ところが窒化深さが大きくなるほどリング10合口12の組付け強度および疲労強度が低下するため、キーストリングのごとく、疲労強度が特に要求されるピストンリングでは折損するという問題が発生することがあった。

本発明鋼は強度が向上しているのので、従来と同じ窒化深さでも、前記のように折損するという問題を発生することがない。第1表に13Crマルテンサイト系ステンレス鋼におけるMo添加量と粒径2 μ m以上の炭化物量(面積率%)を示す。

(以下 余 白)

は個々のエンジンによって大きな差があるが、従来の13Crマルテンサイト系ステンレス鋼の場合には、ガス窒化処理をしないとスカッフを発生するという問題があったため、ガス窒化処理を行うかもしくはシリンダボアと摺動する面にだけ硬質クロムめっき、溶射、Ni-Pベース複合めっきといった表面処理をして使用していた。

本発明鋼はMo添加量が高いほど優れた耐スカッフ性を得、後で説明する実施例のC鋼、E鋼、F鋼は特にMo添加量が多く、焼入れ焼戻し品でも、13Crマルテンサイト系ステンレス鋼・ガス窒化処理相当の耐スカッフ性が得られるため、このままでも十分使用できるばかりでなく、ガス窒化処理材にすれば、従来の硬質クロムめっき(焼付荷重150kg)と同等以上の値(焼付き荷重150.0～175.0kg)が得られ、耐スカッフ性に対する要求の厳しいエンジンに適用しても、スカッフを発生することもなく良好な結果が得られる。

耐摩耗性も従来の13Crマルテンサイト系ステンレス鋼では必ずしも十分でなく、要求の厳し

第 1 表

ベース	Mo (%)	粒径2 μ m以上の炭化 物量(面積率%)
0.85C	2.0	0.60
-13.5Cr	4.0	1.17
-XMo	5.0	1.44
従 来 材		
0.85C-13.5Cr-0.31Mo		0.05

第1表に示すごとく、本発明鋼はMoの添加にともない、炭化物の生成が促進され、これによって大幅な耐摩耗性の向上を得ることができ、窒化深さを浅くすることができ、強度がより一層向上すると共に、ガス窒化処理時間の短縮ができ、大量生産がより一層可能となる。また、摩耗量の減少は摩耗に伴うオイル消費性能、ブローバイガス性能の劣化を最小限にできるため、エンジン性能全般の劣化を防止できる。

(ii) オイルリングについて

オイルリングは張力による接触面圧が高く、エンジンによってはトップリングよりも摩耗が大き

くなる。しかし、摩耗に伴う接触面圧の低下は、オイル消費量を増加させるため、耐摩耗性に対する要求は極めて厳しいものがある。本発明鋼の耐摩耗性は極めて優れており上記問題を解決できる。

スリーブの組合せタイプのオイルリングのサイドレールの場合、強度向上の制約により、ガス窒化処理を行って使用する場合も、その窒化深さは30~60 μ mが限度である。したがって、長期間使用するエンジンにあっては窒化層摩滅による母材(焼入れ焼戻し材)露出状態での耐スカッフ性・耐摩耗性が重要であるが、前記トップリングに述べたごとく良好な結果を得る。

なお、オイルリングの場合、シリングボアとの摺動面ばかりでなく、スリーブ組合せオイルリングでは、サイドレールとスパーサエキスパンダの耳部との接触部の耐摩耗性も要求されるが、本発明鋼はこの要求にも十分に対応できる。

ピストンリング用線材成形時の冷間加工性(伸線時)は、オイルリングのサイドレールのごとく極めて断面形状が小さいものをロール圧延もし

くはダイス引き抜き成形するに際しては極めて重要で、例えば高C高Cr材では、成形中に内部割れが発生してしまい、成形できないという場合があるが、本発明鋼では問題なく成形できる。

本発明鋼はそのまま用いても十分な耐摩耗性を示すが、さらに窒化、めっき、溶射等の表面処理を施して用いると著しくその効果を向上させることができる。本発明鋼は窒化処理を施す前に熱処理に供するとよい。熱処理としては例えば焼入焼もどし、焼入れ(窒化処理において焼もどしを兼ねるもの。)が挙げられる。窒化処理は摺動面を含む表面に施され、ガス窒化、ガス軟窒化、塩浴窒化、タフトライドおよびイオン窒化のいずれも適用することができる。

次に、本発明のピストンリング用鋼の化学成分の限定理由について述べる。

C:0.55~1.10%

Cは焼入れにおいて必要な硬さを得ると同時に、炭化物を形成して高強度と耐摩耗性を付与する元素である。0.55%未満では炭化物生成量が少

なく炭化物の存在によって得られる耐摩耗性が劣る。しかし、1.10%を超えると炭化物の粒度が大きくなって相手材であるシリングライナを摩耗させ、かつピストンリング形状への冷間加工性が不可能となるので上限を1.10%とした。

Si:2.0%以下

Siは精錬時に脱酸元素として添加され、耐熱性を与える元素であるが、多量に添加されると引き抜き等の冷間加工性を害するので、上限を2.0%とした。

Mn:2.0%以下

MnはSiと同様に精錬時に脱酸元素として添加され、靱性を増大させる元素であるが、多量に添加すると冷間加工性を害するので、上限を2.0%とした。

Cr:1.1~1.5%

CrはCと結合して炭化物を形成し、耐摩耗性を向上すると共に、耐食性と生地強度を向上させ、さらには窒化硬化層の硬さを増す効果を有する。1.1%以下ではMo:1.6~6.0%との相乗効果

でもこれらの効果が充分表れないため、1.1%以上を含有せしめた。しかし、Mo:1.6~6.0%と合わせてCrを多量に含有させた場合、靱性が低下して熱間加工性を阻害するので、Crの上限を1.5.0%とした。

Mo:1.6~6.0%

MoはCrと同様に炭化物を形成し、窒化処理時に窒化層硬度を高め、耐摩耗性を向上させるほか生地に固溶しマトリックスを強化し、組付強度・疲労強度を増強させる元素であり、これらの効果を得るためには1.6%以上の含有が必要である。しかし、6.0%以上含有させると前記の効果が顕著でなくなると同時に熱間加工性を低下させるので、上限を6.0%とした。

Ni:0.2~2.0%

Niは耐食性、靱性および焼入性を付与する元素であり、0.2%未満では前記の効果が小さいので下限を0.2%とした。しかし、2.0%を超えて含有されると、冷間加工性を害するので上限を2.0%とした。

V:0.10~1.50%、Nb:0.05~0.70%
%

VおよびNbは焼もどし軟化抵抗および高温強度を増加させると共に、炭化物を微細化するものであり、かつ窒化処理により窒化物を形成し、表面層硬さを高める元素である。前記効果を得るためにはV:0.10%以上、Nb:0.05%以上の含有が必要である。しかし、V:1.5%以上、Nb:0.70%以上を含有すると粗大な共晶炭化物の生成により熱間加工性を低下させるので、上限をそれぞれ1.5%および0.70%とした。

【実施例】

次に本発明の効果を従来鋼、比較鋼と比較した実施例により明らかにする。

第2表に示す化学成分からなる本発明鋼および従来鋼として13Crマルテンサイト系ステンレス鋼を電気炉で溶製した。第2表において、A~B鋼は第1発明鋼もしくは第3発明鋼、C~G鋼は第2発明鋼もしくは第4発明鋼である。また、H鋼は従来鋼で13Crマルテンサイト系ステン

配 号	化 学 成 分 (重量%)						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
A	0.98	0.34	0.38	13.8	5.70		
B	0.82	0.33	0.39	13.5	2.45		
C	1.05	0.35	0.38	14.5	5.45	1.00	
D	1.00	0.37	0.39	14.2	2.50		0.27
E	0.91	0.32	0.42	14.6	5.70		1.05
F	1.01	0.39	0.40	14.3	5.10	1.00	1.01
G	0.92	0.40	0.44	13.7	2.50	0.48	1.20
H	0.65	0.56	0.45	13.38	0.29		
第1又は第3発明							
第2又は第4発明							
従来材							

レス鋼、I鋼は従来材の硬質クロムめっきである。

(以下余白)

溶製した供試鋼は鍛造し熱間圧延を行い、焼入焼もどしを施して(硬さの狙い値Hv350~450)摩耗試験用として10×15.7×6.3mmの摩耗試験片および焼付試験片用として30×30×5mmの焼付試験片に加工した。得られた摩耗試験片について次の条件により摩耗試験を行った。

(LWF-1摩耗試験機による摩耗試験)

相手材	FC
荷重	60kg
時間	120分
速度	0.3m/sec
潤滑油	低粘度エンジンオイル 1.5cc/min供給

試験後に摩耗試験片について磨動面の摩耗量を測定し、結果を第3表に示した。

続いて別の摩耗試験片をアンモニアガス気流中で530~590℃に加熱して5時間以上のガス窒化を施した。ガス窒化後に表面硬さを測定したところ、Hv1000以上であった。窒化処理後の摩耗試験片を前記と同様の条件で摩耗試験に供

した。試験後に測定した摺動面の摩耗量は、第3表に併せて示した。

次に、摩耗試験片と同様にして製作した焼付試験片について、次の条件により焼付試験を行い、焼付荷重を第3表に併せて示した。

(機械試験所型摩擦摩耗試験機による焼付試験)

相手材 : F C

荷重 : 2分毎に25kgずつ増大させ、
焼付が発生するまで行う

速度 : 1.2 m/sec

潤滑油 : 低粘度エンジンオイルの滴下
潤滑

焼付荷重 : 摩擦係数が0.2以上に急上昇した荷重をもって焼付荷重とする
(以下余白)

第3表

材 料 記 号	摩耗試験(摩耗深さ: μm)				焼付試験(焼付荷重: kg)				ガス窒化品 折れの発生 する並置量 (mm)
	第1又は 第2発明 焼入焼戻	第3又は 第4発明 ガス窒化	その他		第1又は 第2発明 焼入焼戻	第3又は 第4発明 ガス窒化	その他		
第1又は 第3発明	A	4.00	2.00		125.0	167.5		20以上	
	B	4.80	3.00		112.5	150.0		"	
第2又は 第4発明	C	3.40	1.70		137.5	175.0		"	
	D	4.60	2.80		112.5	150.0		"	
	E	3.60	1.80		137.5	175.0		"	
	F	3.30	1.60		137.5	175.0		"	
従来材	G	4.50	2.50		112.5	150.0		"	
	H	5.80	3.50		100.0	137.5		11~13T	
Crめっき	I			10.0			150		

第3表から明らかなように、摩耗試験では、焼入れ焼戻し材の場合の摩耗深さで、従来材の5.8 μm に対し、本発明鋼であるA~G鋼は3.30~4.80 μm である。ガス窒化処理材の場合の摩耗深さでは、従来材の3.5 μm に対し、本発明鋼であるA~G鋼は1.60~3.00 μm である。いずれの場合も、本発明鋼が優れた耐摩耗性を示すことが確認できた。

また、焼付試験では、焼入れ焼戻し材の場合の焼付荷重で、従来材の100.0 kgに対し、本発明鋼であるA~G鋼は112.5~137.5 kgである。ガス窒化処理材の場合の焼付荷重では、従来材の137.5 kgに対し、150.0~175.0 kgである。いずれの場合も、本発明鋼が優れた耐スカッフ性を示すことが確認できた。

次に、ピストンリングをピストンのリングの溝に組み付けるに際しては、その合い口を10T以上上げることが必要なため組付強度が必要である。焼入れ焼戻し材は十分な組付強度を有するが、ガス窒化処理材は脆くなっており、従来材の場合1

1~13Tでほとんど余裕がなく、材料バラツキおよび並列量のバラツキによっては時として折損するが、本発明鋼は第3表に示すごとく、20T以上でないと折損しないという優れた組付強度を有する。これはボア径 $\phi 86\text{mm}$ 用のピストンリング(B寸法2.0mm、T寸法3.15mm、窒化深さ90 μm)について行った並列試験結果である。

また、キーストンリングのごとく疲労強度が問題となるピストンリングにおいては、特にガス窒化処理材のごとく脆い材料の場合および脆い複合めっきをシリング壁との摺動面にめっきした場合には折損するという問題がある。前記ピストンリングについて稀硫酸水溶液中にて振動応力50 kg/mm²一定で疲労試験を行った結果を第4表に示す。

(以下余白)

第 4 表

	記 号	疲労強度 (50 kg/mm^2)
第3発明鋼	A	3.0×10^4
"	B	1.5×10^4
第4発明鋼	C	3.0×10^4
"	D	1.6×10^4
"	E	3.0×10^4
"	F	3.0×10^4
"	G	1.7×10^4
従 来 材	H	2.0×10^3

第4表から明らかなように、ガス窒化処理材では、従来材の疲労強度 2×10^3 に対し、本発明鋼 A～G 鋼の疲労強度は $1.5 \times 10^4 \sim 3 \times 10^4$ と大幅に疲労強度が向上することを確認した。このような腐食雰囲気中での疲労強度が向上するのは、Moの耐食性改善効果によるものと思われ、特にディーゼルエンジンのようなエンジンオイル中に稀硫酸が生成するような場合には重要である。
[発明の効果]

本発明のピストンリング用鋼は、以上説明したように従来のマルテンサイト系ステンレス鋼製のピストンリングの耐摩耗性、耐スカッフ性、疲労強度等の特性をさらに向上し長寿命化を図るため、Moを1.6～6.0%添加し、C、Si、Mn、Cr等についてMo含有量との関連において最適含有量の範囲を見出したものであって、Moの添加によって炭化物の生成が著しく促進されると共に炭化物の球状化、粒径の均一化により従来鋼に比べて耐摩耗性および耐スカッフ性が著しく向上する。また、ガス窒化処理等の表面処理によって得られる窒化層強度を高めさらに耐摩耗性および耐スカッフ性を向上するものである。さらに、本発明鋼は耐摩耗性および耐スカッフ性と相まって組付強度を大幅に向上させ、高い硬度を示すと共に疲労強度においても従来鋼よりも優れた値を示す等の数々の優れた効果を有するものであって、内燃機関の高出力化および高速化を達成できるピストンリング材料として極めて有用である。

PAT-NO: JP401119646A
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 01119646 A
TITLE: STEEL FOR PISTON RING
PUBN-DATE: May 11, 1989

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

KAEDE, HIROSHI
KOIKE, TADAHIRO
KATO, SHINJI
FUWA, YOSHIO
AOYANAGI, HIKARI
SHIBATA, SHINJI
MAEDA, YORISHIGE

INT-CL (IPC): C22C038/22, C22C038/00 , C22C038/48 , F02F005/00 ,
F16J009/26

ABSTRACT:

PURPOSE: To improve the wear resistance, by scuffing resistance and fatigue strength of the title steel by increasing the Mo contents in a steel and optimumly regulating other contents.

CONSTITUTION: The compsn. of the steel for a piston ring is constituted of, by weight, 0.55~1.10% C, ≤2.0% Si, ≤2.0% Mn, 11~15% Cr, 1.6~6.0% Mo and the balance Fe with inevitable impurities. One or more kinds among 0.2~2.0% Ni, 0.1~1.5% V and 0.05~0.7% Nb are furthermore incorporated thereto at need. Said steel is used at least to a cylinder wall and sliding surface and is subjected to a surface treatment such as nitriding, plating and thermal spraying at need. In the use of said steel, the assembling accuracy of a piston ring can be improved.

COPYRIGHT: (C)1989, JPO&Japio

----- KWIC -----

Abstract Text - FPAR (2):

CONSTITUTION: The compsn. of the steel for a piston ring is constituted of, by weight, 0.55~1.10% C, ≤2.0% Si, ≤2.0% Mn, 11~15% Cr, 1.6~6.0% Mo and the balance Fe with inevitable impurities. One or more kinds among 0.2~2.0% Ni, 0.1~1.5% V and 0.05~0.7% Nb are furthermore incorporated thereto at need. Said steel is used at least to a cylinder wall and sliding surface and is subjected to a surface treatment such as nitriding, plating and thermal spraying at need. In the use of said steel, the assembling accuracy of a piston ring can be improved.